بررسی تأثیر ساختارهای اولیه‌ی مارتنزیتی و آستنیتی بر میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه در آلیاژهای نیکل- تیتانیم فراوری شده به روش خمشی*

زهره بلک[۱] سید مهدی عباسی[۲]

چکیده

در این پژوهش، تأثیر ساختارهای اولیه‌ی مارتنزیتی و آستنیتی بر روی میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه در دو نمونه از آلیاژ نیکل- تیتانیم با ۴۹/۹ و ۵۰/۵ درصد اتمی تیتانیم که به‌صورت خمشی فراوری شده‌اند، مورد بررسی قرار گرفته است. نمونه‌های تهیه شده به روش ریخته‌گری در کوره‌ی القایی تحت خلاء، با تغییر شکل خمشی در دو حالت مارتنزیتی و آستنیتی فراوری شدند. تأثیر میزان پیش کرنش اعمالی و تعداد مراحل فراوری در دو حالت مارتنزیتی و آستنیتی نیز بررسی شده است. نتایج بررسی‌ها نشان دادند که میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه در آلیاژ غنی از نیکل بیش از آلیاژ غنی از تیتانیم می‌باشد. افزون بر این، مشاهده شد که فراوری آلیاژ با ساختار اولیه‌ی مارتنزیتی میزان کرنش دوطرفه‌ی بیش‌تری را نسبت به ساختار آستنیتی نتیجه می‌دهد. میزان‌های پیش کرنش ۱۶/۷ و ۱۲/۵ درصد و تعداد مراحل بهینه‌ی فراوری ۱۰-۱۵ و ۱۵-۲۵ به‌ترتیب برای ساختارهای مارتنزیتی و آستنیتی به‌دست آمد.

واژه‌های کلیدی آلیاژ نیکل- تیتانیم، فراوری، رفتار حافظه‌داری دوطرفه، ساختارهای اولیه‌ی مارتنزیتی و آستنیتی.

Investigation on the Effect of Martensitic and Austenitic Structures on Two-Way Shape Memory Strain Value in Ni-Ti Alloys Trained under Bending

Z. Balak S.M. Abasi

Abstract

In this article, the influence of martensitic and austenitic structures on two-way shape memory strain in two Ni-Ti alloys with 49.9 and 50.5 at% Ti trained by bending were investigated. The samples prepared with VIM (Vacuum Induction Melting) were trained in martensitic and austenitic conditions by applying bending deformation. The effects of pre-strain level and number of training cycles in martensitic and austenitic conditions were also studied. The results showed that the two-way shape memory strain in the Ni-rich alloy is greater than that of the Ti-rich alloy. In addition, it was observed that training the martensitic microstructure results in higher two-way shape memory strain when compared to the austenitic structure. The pre-strain values of 16.7 and 12.5 % and the optimum training cycles of 10-15 and 15-25 were obtained for the cases of martensitic and austenitic structures, respectively.

Key Words Ni-Ti Alloy, Training, Two-Way Shape Memory Behavior, Initial Austenitic and Martensitic Structures.

---

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۸/٤/۸ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۸۹/۸/۱ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانش آموخته کارشناس ارشد متالورژی، مدرس دانشگاه آزاد اسلامی واحد اهواز

(۲) عهده‌دار مکاتبات: استادیار، دانشکده مهندسی، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

مقدمه

آلیاژهای حافظه‌دار به گروهی از مواد گفته می‌شود که قابلیّت بازگشت به شکل اصلی خود را با گرم کردن دارند. به این ویژگی که از جمله خواص ذاتی آنها می‌باشد، حافظه‌داری یک‌طرفه می‌گویند. رفتار حافظه‌داری دوطرفه یکی دیگر از ویژگی‌های این آلیاژها می‌باشد که به‌دلیل استفاده از آن در کاربردهای مختلف، مورد توجه محققین قرار گرفته است. این ویژگی ذاتی ماده نبوده و با انجام فرایندهای خاص ترمومکانیکی موسوم به فراوری (Training)، ایجاد می‌شود [1,4]. روش‌های مختلفی برای ایجاد اثر حافظه‌داری دوطرفه در ماده وجود دارد که از جمله‌ی آن‌ها می‌توان به انجام استحاله‌ی مارتنزیتی تحت تنش (فراوری ابرکشسان)، فرایندهای حرارتی تحت تنش ثابت، و فرایندهای حرارتی به‌همراه بارگذاری و باربرداری اشاره کرد [1,3,6]. در تمامی این روش‌ها، ساختار ناهم‌سان‌گردی از نابجایی‌ها در زمینه‌ی آلیاژ ایجاد می‌شود. این امر منجر به ایجاد تنش ناهم‌سان‌گردی در زمینه‌ی آلیاژ و کمک به تشکیل جهت‌های مرجّح مارتنزیتی می‌شود که در نتیجه‌ی آن، تغییرشکل موم‌سان در زمینه به وقوع می‌پیوندد. وقوع تغییر شکل موم‌سان برای ایجاد رفتار حافظه‌داری دوطرفه ضروری است [1,2,7]. بسته به این‌که روش فراوری بر اساس آرایش مجدد متغیرهای فاز مارتنزیت (در اثر تغییر شکل در حالت مارتنزیتی) یا تشکیل فاز مارتنزیت تحت تنش (در اثر تغییر شکل در حالت آستنیتی) باشد، میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه به‌دست آمده متفاوت خواهد بود. لی‌یو و همکارانش [7] مطالعاتی را در زمینه‌ی تأثیر روش‌های مختلف فراوری به‌صورت کششی بر میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه در سیمی از جنس آلیاژ Ni-50.2at%Ti انجام داده‌اند. نتایج این تحقیق نشان می‌دهد که در حالت آستنیتی، بیش‌ترین کرنش حافظه‌داری دوطرفه به‌دست می‌آید. این در حالی است که نتایج مطالعات انجام شده توسط ونگ و همکارانش [8] بر روی فنر Ni-49.8at%Ti رفتار متفاوتی را نشان می‌دهد. در این تحقیقات، کم‌ترین میزان حافظه‌داری دوطرفه در حالت آستنیتی گزارش شده است که به این ترتیب با نتایج لی‌یو سازگاری ندارد. به این دلیل، برای تعیین بهترین روش فراوری با تغییر شکل خمشی، روش‌های مختلف فراوری سیم‌هایی از آلیاژهای نیکل- تیتانیم غنی از نیکل و غنی از تیتانیم در حالت مارتنزیتی و آستنیتی با اعمال تغییر شکل خمشی، بررسی خواهند شد.

مواد و روش تحقیق

شمش‌های نیکل- تیتانیم با ترکیب شیمیایی Ni-50.5at.%Ti و Ni-49.9at.%Ti، در کوره‌ی ذوب القایی در محیط خلاء (VIM) با استفاده از بوته و قالب گرافیتی با چگالی بالا ذوب و ریخته‌گری شدند. ترکیب شیمیایی شمش تهیه شده با استفاده از میکروسکپ الکترونی روبشی مدل ISIABT به روش EDS (کالیبره شده با نمونه‌ی استاندارد) تعیین شد. انطباق ترکیب شیمیایی به‌دست آمده از تحلیل EDS با نمودار دما- ترکیب‌شیمیایی [9]، درستی نتایج EDS را تأیید کرد. روش کار به این صورت بود که برای هر آلیاژ ابتدا دمای M_S حاصل از DSC بر روی محور دما مشخص شده و سپس خطی عمود بر منحنی رسم شد. از محل تلاقی خط با منحنی، خطی عمود بر محور ترکیب شیمیایی رسم شد که محل تلاقی آن با محور، نشان‌دهنده‌ی ترکیب شیمیایی آلیاژ بود. شمش‌های ریخته‌گری شده پس از همگن‌سازی تحت عملیات نورد گرم قرار گرفتند. نمونه‌هایی به طول ۱۰۰ میلی‌متر با سطح مقطع ۱× ۴/۵ میلی‌متر مربع در راستای نورد بریده شدند. برای تعیین دماهای استحاله در نمونه‌ها، از تحلیل حرارتی (DSC) با نرخ گرم و سرد کردن ۱۰ °C/min استفاده شد. برای بررسی رفتار حافظه‌داری دوطرفه، کرنش خمشی (ε_d) اولیه

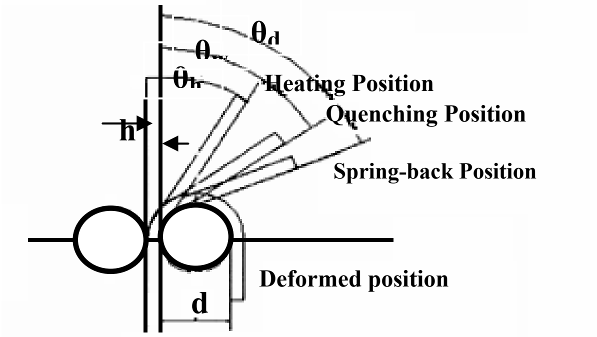
مطابق شکل (۱) به نمونه اعمال شد. میزان این کرنش از رابطه‌ی (۱) محاسبه شد [10]:

$$\varepsilon_d = \frac{h}{(h+d)} \quad (۱)$$

در این رابطه، h ضخامت نمونه و d قطر غلطک می‌باشند.

کرنش موم‌سان (ε_p) در اولین مرحله‌ی گرم کردن با استفاده از رابطه‌ی (۲) محاسبه شد [5]:

$$\varepsilon_p = \frac{\theta_h \varepsilon_d}{180} \quad (۲)$$



شکل۱ طرح نمادین از ایجاد و اندازه‌گیری میزان کرنش بازیابی و حافظه‌داری دوطرفه [10]

نمونه‌ها به روش تغییر شکل خمشی در دو حالت مارتنزیتی و آستنیتی فراوری شدند. در روش مارتنزیتی، نمونه‌ها در حالت مارتنزیتی (در دمای صفر درجه‌سانتی‌گراد و درون محیط آب یخ) بارگذاری و سپس از آن‌ها باربرداری شد، و در حالت بدون بار تا بالای دمای A_f گرم شدند. در روش آستنیتی، نمونه‌ها در حالت آستنیتی (بالای دمای A_f و در محیط آب جوش ۱۰۰ °C و روغن با دمای ۱۳۵ °C) بارگذاری شده و به‌صورت مقید تا زیر دمای M_f سرد شدند. پس ار آن، از نمونه‌ها باربرداری شده و مجدداً تا دمای بالای A_f گرم شدند. به‌منظور ایجاد حافظه‌داری دوطرفه، فراوری در ۳۰ مرحله به انجام رسید. بر اساس مشخصات نشان داده شده در شکل‌های (۱) و رابطه (۳)، میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه (ε_{tw}) در نمونه‌ها با استفاده از رابطه‌ی زیر محاسبه شد [5]:

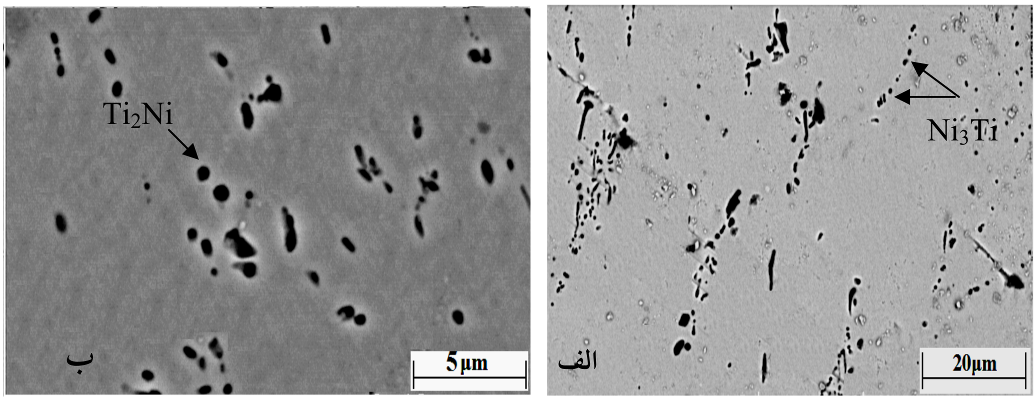
$$\varepsilon_{tw} = \frac{(\theta_w - \theta_h)\varepsilon_d}{180} \quad (۳)$$

ریزساختار آلیاژهای نورد و آنیل شده با استفاده از میکروسکپ نوری مدل Unimet با بزرگ‌نمایی ۴۰۰ برابر و میکروسکپ الکترونی مدل XL30 با بزرگ‌نمایی ۱۵۰۰ بررسی شد. از محلول اچ با ترکیب $H_2O:HNO_3:HF$= ۳:۲:۱ استفاده شد. برای انجام متالوگرافی، نمونه‌هایی به ابعاد ۱×۴/۵×۱۰ میلی‌متر در راستای عمود بر جهت نورد تهیه شدند. از نرم‌افزار تحلیل تصویر Image Tool به‌منظور اندازه‌گیری اندازه دانه‌ی آلیاژهای مورد بررسی استفاده شد.

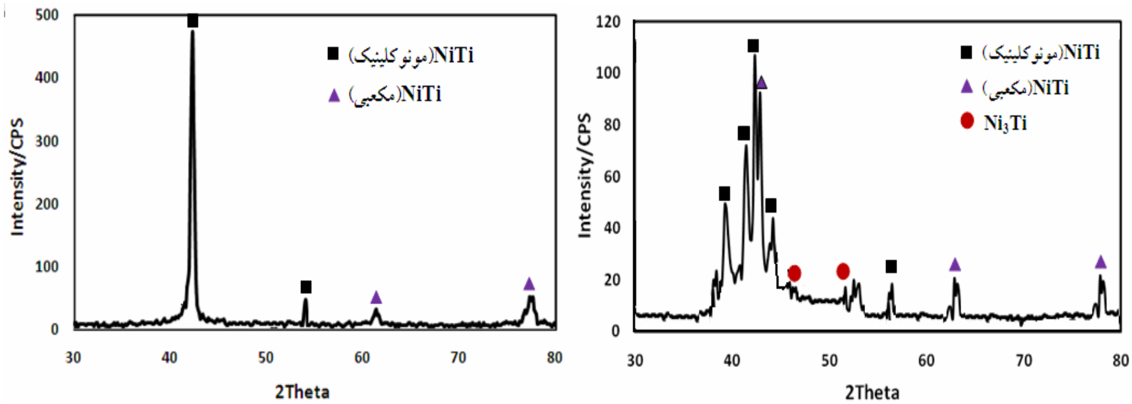
نتایج و بحث

بررسی ریزساختار و دماهای استحاله. تصویرهای ریزساختار میکروسکپ الکترونی آلیاژها پس از طی فرایند نورد گرم و آنیل، و همچنین نتایج حاصل از تحلیل XRD و EDS به‌ترتیب در شکل‌های (۲)، (۳) و (۴) نشان داده شده‌اند. با توجه به تحلیل XRD (منطقه‌ی نشان داده شده در نمونه‌ی غنی از نیکل در شکل ۳- الف)، زمینه‌ی آلیاژ غنی از نیکل از فازهای مارتنزیت و مقداری آستنیت باقی‌مانده، و رسوب‌هایی از نوع Ni_3Ti و $Ti_4Ni_2O_x$ تشکیل شده است. در آلیاژ غنی از تیتانیم، با توجه به آنالیز XRD و EDS (مناطق نشان داده شده در شکل (۴)، زمینه آلیاژ حاوی، فاز مارتنزیت و مقداری آستنیت باقی‌مانده به همراه رسوبات Ti_2Ni و $Ti_4Ni_2O_X$ می‌باشند. نتیجه‌ی حاضر با نتایج گزارش شده در این زمینه در مرجع [11] مطابقت دارد. تحلیل XRD در مورد آلیاژ غنی از تیتانیم (شکل ۳- ب)، تنها حضور فازهای مارتنزیت و آستنیت را نشان می‌دهد. عدم مشاهده‌ی پیک مربوط

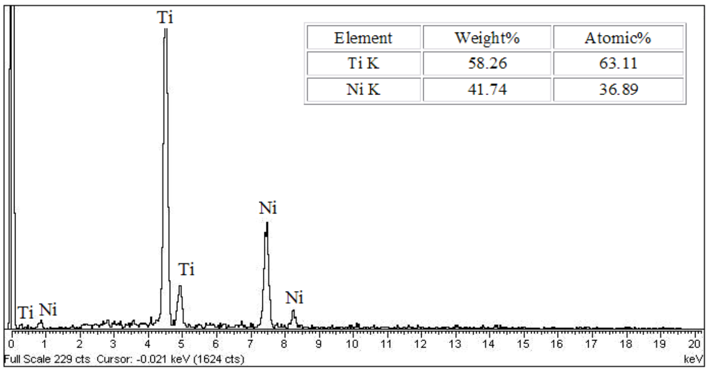
به رسوب‌های Ti_2Ni را می‌توان به دلیل کم بودن میزان آن‌ها (رسوب‌های کم‌تر از ۲ درصد وزنی با XRD تشخیص داده نمی‌شوند) در این آلیاژ دانست. نتایج به‌دست آمده در این زمینه با نتایج گزارش شده توسط میازاکی و همکارانش [12] سازگارند. مطالعاتی توسط محققین مختلف در مورد نمودار فازی نیکل- تیتانیم و پایداری رسوب‌ها در این دستگاه آلیاژی انجام شده است، ولی هنوز توافق کلی در این زمینه وجود ندارد. به عنوان مثال، دیوز و تیلور عقیده داشته‌اند که تجزیه‌ی یوتکتیک TiNi به Ti_2Ni و $TiNi_3$ در حدود دمای ٦٥٠ °C اتفاق می‌افتد، در حالی‌که مارگلین و همکارانش بر این عقیده نبوده‌اند. مطالعات بعدی پول و هیوم- روتری بر روی نمودار فازی، ادعاهای دیوز و تیلور را در مورد تجزیه‌ی یوتکتیک در حدود دمای ٦٥٠ °C تأیید کرد [9]. از طرف دیگر، واسیلنکی و همکارانش در سال ۱۹۷۱ فاز جدید Ti_2Ni_3 را با ترکیبی مابین دو فاز TiNi و $TiNi_3$ کشف کردند و بر این اساس، پیشنهاد کردند که یک استحاله‌ی پریتکتویید در دمای ٦٥٠ °C رخ می‌دهد، هرچند که وقوع این واکنش پریتکتویید هیچ‌گاه به اثبات نرسید. در همین زمان، کاسکی‌ماکی فاز X را که به عنوان فاز Ti_3Ni_4 شناخته می‌شد، کشف کرد. وی اظهار کرد که این فاز از نوع بین فلزی بوده و قبل از واکنش پریتکتویید تشکیل می‌شود. به این ترتیب، نمودار فازی به صورت کامل تعیین نشد.



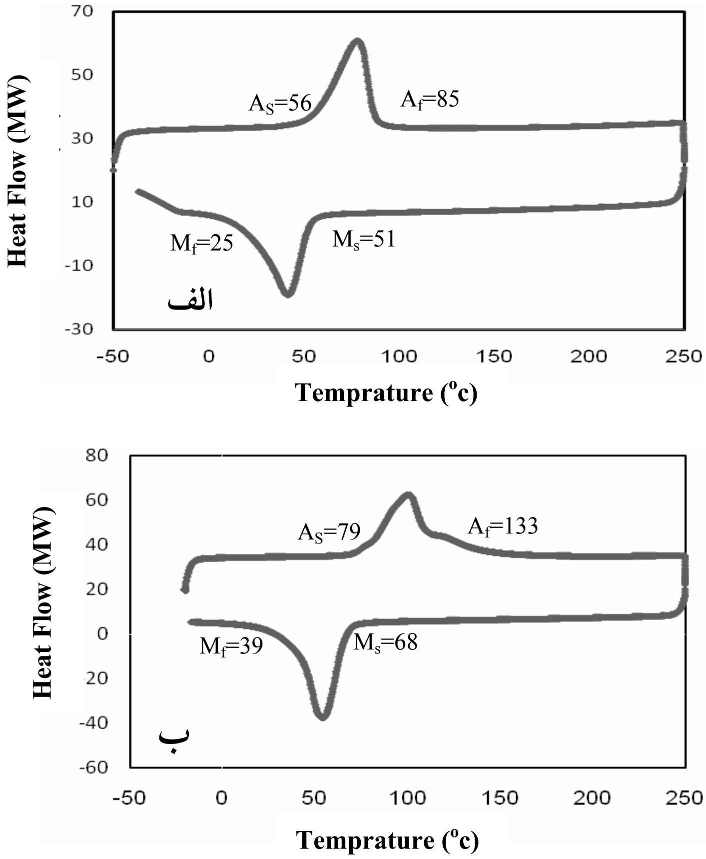
شکل ۲ تصویرهای ریزساختار میکروسکپ الکترونی آلیاژ Ni-49.9at%Ti (الف) و Ni-50.5at%Ti (ب)



شکل ۳ تحلیل XRD برای آلیاژ Ni-49.9at%Ti (الف) و Ni-50.5at%Ti (ب)



شکل ٤ تحلیل EDS مربوط به رسوب‌های Ti_2Ni در آلیاژ Ni-50.5at%Ti



شکل ۵ نتایج تحلیل حرارتی برای آلیاژهای نیکل– تیتانیم؛ (الف) Ni-49.9at%Ti و (ب) Ni-50.5at%Ti

نیشیدا [13] با انجام متالوگرافی به کمک میکروسکپ الکترونی و تحلیل‌گر EDS (Energy Dispersion Spectroscopy)، نمودار فازی را بررسی کرده است. وی با استفاده از جزئیات نمودارهای TTT نشان داد که در دماها و زمان‌های کم پیرسازی، Ti_3Ni_4 یک فاز تعادلی می‌باشد، ولی با افزایش دما و زمان پیرسازی تا حد میانی Ti_2Ni_3 فاز تعادلی خواهد بود. در نهایت، هر دو فاز بین فلزی Ti_3Ni_4 و Ti_2Ni_3 با

افزایش بیش‌تر زمان و دمای پیرسازی به‌صورت زیر به فاز $TiNi_3$ تبدیل می‌شوند:

$TiNi_3 \rightarrow Ti_2Ni_3 \rightarrow Ti_3Ni_4$

نتایج تحلیل حرارتی به‌دست آمده در شکل (۵) نشان می‌دهد که یک پیک در نمودارهای گرم و سرد کردن هر دو آلیاژ وجود دارد. پیک‌های مربوط به گرم‌کردن و سرد کردن، به ترتیب نشان‌دهنده‌ی استحاله‌های آستنیتی (A) و مارتنزیتی (M) می‌باشند. همان‌گونه که در این شکل‌ها مشاهده می‌شود، آلیاژ غنی از نیکل نسبت به آلیاژ غنی از تیتانیم دارای دماهای استحاله‌ی پایین‌تری است، که دلیل آن به وابستگی دمای استحاله‌ی M_S به میزان نیکل موجود در آلیاژ نسبت داده می‌شود. آستنیت‌زا بودن فلز نیکل را می‌توان دلیل کاهش دمای استحاله‌ی M_S با افزایش میزان نیکل موجود در آلیاژ دانست، چرا که سبب به‌تأخیر افتادن استحاله‌ی مارتنزیتی و متعاقب آن، کاهش دمای استحاله‌ی M_S نسبت به آلیاژ غنی از تیتانیم می‌شود [9].

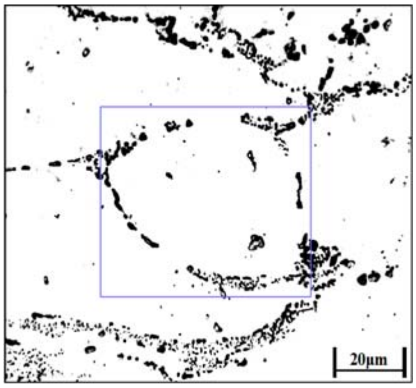
به‌طور کلی در آلیاژهای غنی از تیتانیم، دماهای استحاله نسبت به آلیاژ هم‌اتم تغییر محسوسی نمی‌کند، چرا که تشکیل رسوب‌های Ti_2Ni در این آلیاژها (شکل (۲)) تأثیری بر میزان نیکل موجود در زمینه نداشته، و در نتیجه دمای استحاله‌ی M_S نسبت به آلیاژ هم‌اتم تغییر محسوسی نمی‌کند [9,12]. به‌عبارت دیگر، رسوب‌های غنی از تیتانیم ترکیب زمینه را تقریباً به همان صورت تک‌فاز نگه می‌دارند [9,14]. بالاتر بودن ΔH آلیاژهای غنی از تیتانیم (۳۳ ژول بر گرم) نسبت به آلیاژهای غنی از نیکل (۲۵-۱۰ ژول بر گرم)، دلیل دیگری برای این رفتار می‌باشد [15].

تأثیر ترکیب شیمیایی بر میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه. در شکل‌های (٦) و (۷) ریزساختار آلیاژهای غنی از نیکل و تیتانیم ارایه شده‌اند. در این شکل‌ها مشاهده می‌شود که اندازه‌ی دانه در نمونه‌های غنی از نیکل بزرگ‌تر از نمونه‌های غنی از تیتانیم می‌باشد، که دلیل آن را می‌توان کم‌تر بودن میزان رسوب‌ها در نمونه‌های غنی از نیکل دانست، زیرا رسوب‌ها به عنوان مانعی در برابر رشد دانه عمل می‌کنند. افزون بر این، بزرگ‌تر بودن اندازه دانه‌ی آلیاژ غنی از نیکل نسبت به آلیاژهای غنی از تیتانیم را می‌توان به جوانه‌زا بودن تیتانیم نسبت به نیکل نسبت داد.

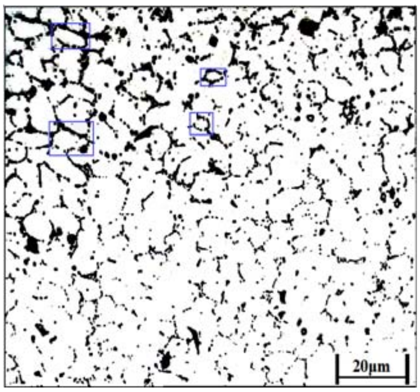
مقادیر کرنش حافظه‌داری دوطرفه در آلیاژهای غنی از نیکل و غنی از تیتانیم فراوری شده به روش مارتنزیتی، در جدول (۱) آمده‌اند. مشاهده می‌شود که کرنش حافظه‌داری دوطرفه در آلیاژ غنی از نیکل بیش از آلیاژ غنی از تیتانیم است. دلیل این رفتار را می‌توان مطابق شکل (٦)، بزرگ‌تر بودن اندازه‌ی دانه‌ها در آلیاژ غنی از نیکل (٦۰ میکرون) نسبت به آلیاژ غنی از تیتانیم (۷ میکرون) و متعاقب آن، بزرگ‌تر بودن واریانت‌های مارتنزیتی در آلیاژ غنی از نیکل نسبت به آلیاژ غنی از تیتانیم (شکل (۷)) ذکر کرد، چرا که امکان جهت‌دهی واریانت‌های مارتنزیت در ساختارهایی با دانه‌ها و واریانت‌های مارتنزیتی بزرگ‌تر آسان‌تر بوده و این نیز منجر بهبود کرنش حافظه‌داری دوطرفه می‌شود. افزون بر این، کم‌تر بودن میزان رسوب‌ها در آلیاژ غنی از نیکل در مقایسه با آلیاژ غنی از تیتانیم می‌تواند عامل دیگری برای بهبود رفتار حافظه‌داری دوطرفه‌ی آن باشد، زیرا حضور رسوب‌ها سبب کاهش خواص حافظه‌داری آلیاژ می‌شود [12].

جدول ۱ درصد کرنش حافظه‌داری دوطرفه در آلیاژهای مورد بررسی در حالت مارتنزیتی با کرنش اولیه‌ی ١٦/٧ درصد.

Ni-49.9at%Ti	Ni-50.5at%Ti
٤/٢	٣/٩

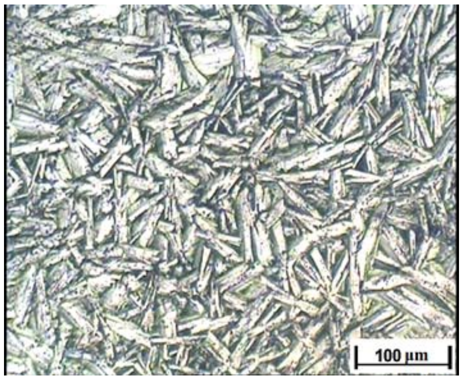


(الف)

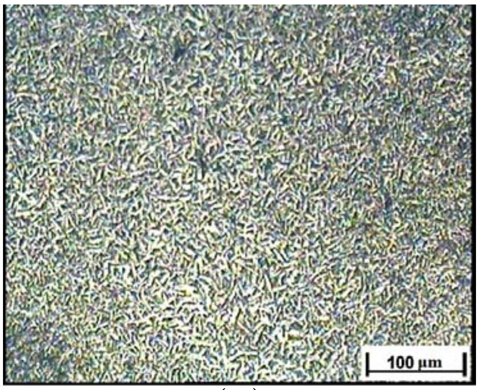


(ب)

شکل ٦ ریزساختار میکروسکپ نوری از رسوب‌های تشکیل شده در مرز دانه‌های آستنیت در آلیاژهای نیکل– تیتانیم،
(الف): آلیاژ Ni-49.9at%Ti و (ب): آلیاژ Ni-50.5at%Ti



(الف)



(ب)

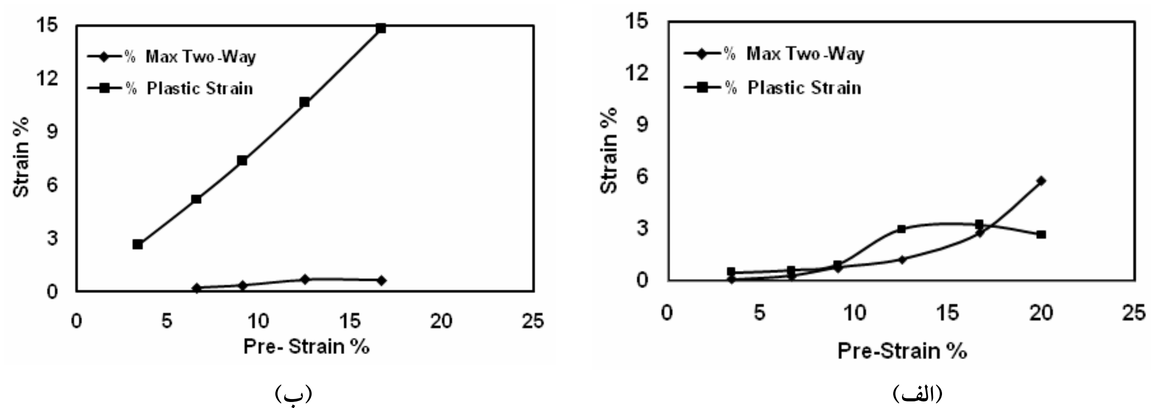
شکل ۷ ریزساختار میکروسکپ نوری مارتنزیت تشکیل‌شده در آلیاژهای نیکل– تیتانیم،
(الف): آلیاژ Ni-49.9at%Ti و (ب): آلیاژ Ni-50.5at%Ti.

بررسی تأثیر پیش کرنش اعمالی بر کرنش موم‌سان و حافظه‌داری دوطرفه. در شکل (۸)، تأثیر میزان پیش کرنش اعمالی بر میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه و کرنش موم‌سان در آلیاژ غنی از نیکل که در حالت‌های مارتنزیتی و آستنیتی فراوری شده است، نشان داده شده است.

در شکل (۸–الف) مشاهده می‌شود که بیش‌ترین میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه که پس از ۳۰ مرحله فراوری به‌دست آمده است، با افزایش میزان پیش کرنش اعمالی تا ١٦/٧ درصد افزایش یافته و پس از آن، به ازای پیش کرنش ۲۰ درصد و پس از انجام چند مرحله فراوری اولیه، نمونه دچار شکست شده است. با توجه به عدم امکان محاسبه‌ی میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه پس از انجام ۳۰ مرحله فراوری با ۲۰ درصد پیش‌کرنش، نمودار میزان کرنش دوطرفه بر حسب پیش کرنش پس از ۵ مرحله برای مقایسه‌ی این میزان پیش کرنش با سایر پیش کرنش‌ها رسم شده‌است. با توجه به شکل (۸)، پیش کرنش بهینه برای ایجاد حداکثر کرنش حافظه‌داری در حالت مارتنزیتی ١٦/٧ و در حالت آستنیتی ١٢/٥ درصد تعیین می‌شود. با مقایسه‌ی نتایج تحقیق حاضر با نتایج تحقیقات انجام شده توسط لی‌یو [7] بر روی آلیاژ هماتم فراوری شده به روش مارتنزیتی به‌صورت کششی، مشاهده می‌شود که پیش‌کرنش به‌دست آمده در این پژوهش (١٦/٧ درصد) از مقدار بهینه‌ی گزارش شده (١٣/٣ درصد) بیش‌تر است. این میزان اختلاف را می‌توان ناشی از

نوع تغییر شکل اعمالی دانست. در نموارهای کرنش موم‌سان در دو روش فراوری می‌توان دید که شیب نمودار در حالت آستنیتی بسیار بزرگ‌تر از حالت مارتنزیتی است، و در نتیجه به ازای تمامی مقادیر پیش کرنش‌ها میزان کرنش موم‌سان در روش آستنیتی بیش از حالت مارتنزیتی می‌باشد. این ویژگی موجب کاهش کرنش موم‌سان اولیه‌ی مورد نیاز برای ایجاد بیش‌ترین کرنش حافظه‌داری دوطرفه می‌شود.

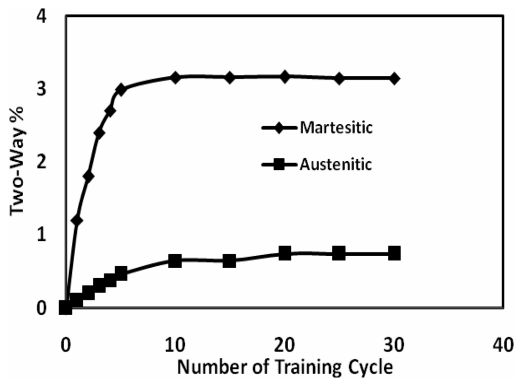
بررسی تأثیر تعداد مراحل فراوری بر حافظه‌داری دوطرفه. شکل (۹) تأثیر تعداد مراحل فراوری بر میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه در آلیاژ غنی از نیکل را در روش‌های مارتنزیتی و آستنیتی نشان می‌دهد. در این شکل مشاهده می‌شود که در روش فراوری در حالت مارتنزیتی، بیش‌ترین میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه در ۱۰ تا ۱۵ مرحله‌ی اول به دست می‌آید، در حالی‌که این میزان در روش آستنیتی در مراحل پانزدهم تا بیست و پنجم حاصل می‌شود. دلیل این رفتار را می‌توان به شرایط آسان‌تر برای ایجاد ساختار تک‌واریانت در حالت فراوری با ساختار مارتنزیتی (سازوکار حافظه‌داری دوطرفه در حالت مارتنزیتی، جهت‌دهی واریانت‌های مارتنزیت می‌باشد) نسبت به حالت آستنیتی (سازوکار حافظه‌داری دوطرفه در حالت آستنیتی، تشکیل مارتنزیت تحت تنش می‌باشد) نسبت داد. استحکام تسلیم بالاتر در حالت آستنیتی نسبت به حالت مارتنزیتی [14] تأییدی بر این مطلب است. در واقع، بیش‌تر بودن تنش مورد نیاز برای تشکیل مارتنزیت تحت تنش (روش آستنیتی) نسبت به تنش لازم برای جهت‌دهی واریانت‌ها (روش مارتنزیتی) موجب می‌شود تا ایجاد ساختار تک‌واریانت در حالت آستنیتی نسبت به حالت مارتنزیتی مشکل‌تر شده و در نتیجه، تعداد مراحل فراوری بیش‌تری برای رسیدن به بالاترین میزان حافظه‌داری دوطرفه مورد نیاز باشد.



شکل ۸ تأثیر میزان پیش‌کرنش اعمالی بر کرنش‌های حافظه‌داری دوطرفه و موم‌سان در آلیاژ غنی از نیکل فراوری شده در حالت (الف): مارتنزیتی و (ب): آستنیتی

جدول۲- بیش‌ترین درصد کرنش حافظه‌داری دوطرفه به ازای کرنش‌های اولیه‌ی ۱۲/۵ و ١٦/٧ درصد برای روش‌های مارتنزیتی و آستنیتی

روش فراوری	بیش‌ترین درصد کرنش حافظه‌داری دوطرفه	
	پیش‌کرنش ۱۲/۵	پیش‌کرنش ١٦/٧
مارتنزیتی	۳/۲	٤/٢
آستنیتی	۰/۷	۰/٦٤



شکل۹ تأثیر تعداد مراحل فراوری بر میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه در آلیاژ غنی از نیکل در روش‌های مارتنزیتی و آستنیتی

بررسی تأثیر ساختارهای اولیه‌ی مارتنزیتی و آستنیتی بر میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه. در جدول (۲)، بیش‌ترین میزان‌های کرنش حافظه‌داری دوطرفه به ازای پیش کرنش‌های ۱۲/۵ و ۱۶/۷ درصد برای روش‌های مارتنزیتی و آستنیتی ارائه شده است. با توجه به نتایج موجود در این جدول، کرنش‌های حافظه‌داری دوطرفه در روش مارتنزیتی بیش از روش آستنیتی است. این سری از نتایج با نتایج گزارش شده توسط لی‌یو [7] مطابقت ندارد، ولی با نتایج ونگ [8] سازگار است. در روش مارتنزیتی، نمونه‌ها ابتدا تا زیر دمای M_f بدون بارگذاری سرد شده و پس از آن، کرنش مورد نظر اعمال می‌شود. در این حالت، مارتنزیت حرارتی موجود تحت پیش‌کرنش اعمالی آرایش مجدد می‌یابد، در حالی‌که نمونه‌ها در روش آستنیتی در بالای دمای A_f بارگذاری می‌شوند. در این حالت، به دلیل اعمال پیش‌کرنش مارتنزیت تحت تنش تشکیل می‌شود. علت احتمالی آن را می‌توان به ایجاد کرنش موم‌سان بالاتر در حالت آستنیتی نسبت به حالت مارتنزیتی نسبت داد (شکل۸). با توجه به نتایج موجود در مرجع ۸ در این باره، ساختارهای آستنیتی با سرعت بیش‌تری نسبت به ساختارهای مارتنزیتی تغییر شکل موم‌سان یافته و در نتیجه، با کاهش بیش‌تر کرنش حافظه‌داری دوطرفه همراه خواهند بود.

نتیجه گیری

۱- بیش‌ترین میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه در آلیاژ غنی از نیکل بیش از آلیاژ غنی از تیتانیم به دست آمد.
۲- میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه در روش مارتنزیتی بیش از روش آستنیتی به دست آمد.
۳- پیش کرنش اعمالی بهینه در روش مارتنزیتی (۱۶/۷ درصد) بیش از روش آستنیتی (۱۲/۵ درصد) تعیین شد.
۴- با افزایش پیش‌کرنش اعمالی، کرنش موم‌سان ایجاد شده در آلیاژ با هر دو ساختار به‌طور پیوسته افزایش یافت، به گونه‌ای که این مقدار در حالت آستنیتی بیش از حالت مارتنزیتی به دست آمد.
۵- تعداد مراحل مورد نیاز برای رسیدن به بیش‌ترین میزان کرنش حافظه‌داری دوطرفه در روش مارتنزیتی (۱۰ تا ۱۵ مرحله) کم‌تر از روش آستنیتی (۱۵ تا ۲۵ مرحله) بود.

تشکر و قدردانی

گردآورندگان مقاله لازم می‌دانند تا از مسئولین محترم آزمایشگاه‌های مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت دانشگاه صنعتی مالک اشتر به خاطر همکاری‌اشان در انجام آزمون‌های این تحقیق تشکر نمایند.

مراجع

1. Lahoz, R., and Puértolas, J.A., "Training and Two-Way Shape Memory in NiTi Alloys: Influence on Thermal Parameters", *J. All. Comp.*, Vol. 381, pp. 130–136, (2004).

2. Nayan, N., Buravalla, V., and Ramamurty, U., "Effect of Mechanical Cycling on The Stress–Strain Response of a Martensitic Nitinol Shape Memory Alloy", *Mat. Eng. A*, Vol. 525, pp. 60-67, (2009).

3. Panxin, Zh., Ming, Zhu., Leyou, Wang., Chonghe, Li., and Qijie, Zhai., "Investigation on Microstructure and Memory Property of NiTi Single Crystal Shape Memory Alloys", *Rare Met. Mat. and Eng*., Vol. 39, pp. 762- 766, (2010).

4. Urbina, C., De la, Flor, S., and Ferrando, F., "R-phase Influence on Different Two-Way Shape Memory Training Methods in NiTi Shape Memory Alloys", *J. All. Comp*., Vol. 490, pp. 499–507, (2010).

5. Meng, X.L., Zheng, Y.F., Cai, W., and Zhao, L.C., "Two-way Shape Memory Effect of a TiNiHf High Temperature Shape Memory Alloy", J. All. Comp., Vol. 372, pp. 180–186, (2004).

6. Wang, J.J., Omori, T., Sutou, Y., Kainum, R., and Ishida, K., "Two-Way Shape Memory Effect Induced by Cold-Rolling in Ti–Ni and Ti–Ni–Fe Alloys", *Scri.Mate*. Vol. 52, pp. 311–316, (2005).

7. Liu, Y., and Mccormick, P.G., "Factors Influencing the Development of Two-Way Shape Memory in NiTi":, *J. Acta. Metal. Mater*., Vol. 38, pp. 1321-1326, (1990).

8. Wang, Z.G., Zu, X.T., Dai, J.Y., Fu, P., and Feng, X.D., "Effect of Thermomechanical Training Temperature on the Two-way Shape Memory Effect of TiNi and TiNiCu Shape Memory Alloys Springs", *Mate. Lett*. Vol. 57, PP.1501– 1507, (2003).

9. Otsuka, K., and Ren, X., "Physical Metallurgy of Ti–Ni-based Shape Memory Alloys", *J. Mat. Sci*., Vol. 50, pp. 511–678, (2005).

10. Meng, X.L., and Zheng, Y.F., "Shape Memory Properties of the Ti_{36} Ni_{49} Hf_{15} High Temperature Shape Memory Alloy", *Mat. Lett*., Vol. 45, pp. 128–132, (2000).

11. Zhang, L., Xie, C., and Wu, J., "Martensitic Transformation and Shape Memory Effect of Ti–49 at.%Ni Alloys", *Mat. Sci. Eng. A*, Vols. 438–440, pp. 905–910, (2006).

12. Miyazaki, S., and Ishida, A., "Martensitic Transformation and Shape Memory Behavior in Sputter-Deposited TiNi-Base Thin Films", *Mat. Sci. Eng*. A, Vols. 273-275, pp. 106-133, (1999).

13. Massalski, T.B., Okamoto, H., Subramanian, P.R., and Kacprzak, L., "Binary Alloy Phase Diagrams", Materials Park, OH: ASM International, Vol. 3, pp. 2874, (1990).

14. Melton, K.N., "Ni-Ti Shape Memory Alloys, Eng. Aspects of Shape Memory Alloys", pp. 21-35, (1990).

15. Lin, H.C., Wu, S.K., and Lin, J.C., "The Martensitic Transformation in a Ti-Rich NiTi Shape Memory Alloys", *Mat. Chem. Phys*., Vol. 37, pp. 184-190, (1994).